



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **07268556 A**(43) Date of publication of application: **17.10.95**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00**B21B 1/46****B21B 3/02****B22D 11/00****B22D 11/06****C21D 8/02****C21D 9/46****C22C 38/40**(21) Application number: **06057877**(22) Date of filing: **28.03.94**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**(72) Inventor: **SUEHIRO TOSHIYUKI
ISHIMARU EIICHIROU
MIYAZAKI MASAFUMI****(54) AUSTENITIC STAINLESS STEEL THIN
BAND-SHAPED SLAB AND PRODUCTION OF
THIN BAND-SHAPED SLAB AND COLD ROLLED
STEEL SHEET****(57) Abstract:**

PURPOSE: To produce an austenitic stainless steel thin band-shaped steel sheet free from the generation of surface roughening at the time of forming as for a method for producing an austenitic stainless steel thin band-shaped slab and a cold rolled steel sheet by a twin roll type continuous casting method.

CONSTITUTION: By a twin roll continuous casting method, a thin band-shaped slab is cast at a casting

temp. of 250°C degree of superheat, and the Ni segregation ratio in the vicinity of the center of the cross section of the thin band-shaped slab is regulated to 21.10 to prevent the broad working surface roughness at the time of forming. Moreover, the value of Fecal (%) is regulated to 36%, and the deviation between the average grain size before finish cold rolling and the same is regulated to <80μm to prevent fine working surface roughness. The value of δ-Fecal(%) is defined by the following formula: δ-Fecal(%)=3(Cr+1.5Si+Mo+Nb)-2.8(Ni+0.5Cu+0.5Mn+30C+30N)-19.8.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-268556

(43) 公開日 平成7年(1995)10月17日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z			
B 2 1 B 1/46	B			
3/02				
B 2 2 D 11/00	B			
11/06	3 3 0 B			

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平6-57877

(22) 出願日 平成6年(1994)3月28日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 末広 利行

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(72) 発明者 石丸 詠一郎

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(72) 発明者 宮崎 雅文

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵株式会社光製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

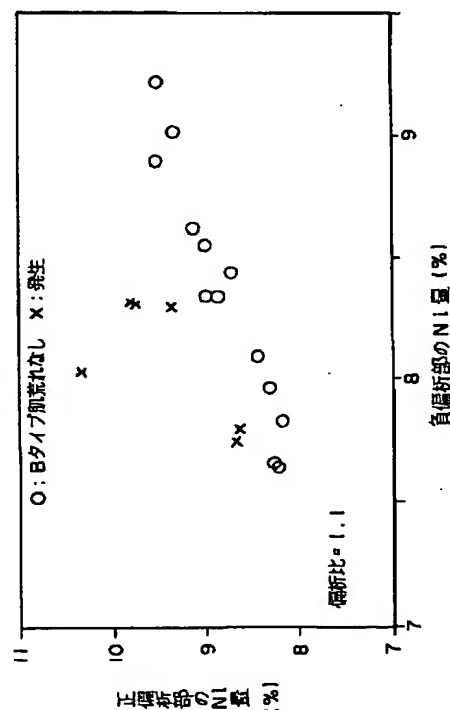
(54) 【発明の名称】 オーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片および薄帯状鋳片と冷延鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 双ロール式連続製造法によってオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片および冷延鋼板の製造する方法に関して、成形加工時に肌荒れが発生しないオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋼板を提供することを目的とする。

【構成】 双ロール連続製造法によって過熱度50℃以下の製造温度で薄帯状鋳片に鋳造し、該薄帯状鋳片の断面の中心近傍のNi偏析比を1.10以下に調整することで成形加工時の粗大な加工肌荒れを防止する。また、 δ -Fe cal (%) の値を6%以上に調整し、仕上げ冷延前の平均結晶粒径とその偏差が80 μ m未満となるように調整して成形加工時の微小な加工肌荒れを防止する。

δ -Fe cal (%) = 3 (Cr + 1.5 Si + Mo + Nb) - 2.8 (Ni + 0.5 Cu + 0.5 Mn + 30 C + 30 N) - 19.8



【特許請求の範囲】

【請求項1】 同期式連続铸造方法により製造されたオーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鑄片であり、鑄片*

$$\cdot \text{Ni 偏析比} = \text{正偏析部のNi量 (\%)} / \text{負偏析部のNi量 (\%)} \cdots (1)$$

【請求項2】 オーステナイト系ステンレス鋼の溶鋼を過熱度50℃以下の溶鋼温度で铸造することを特徴とする請求項1記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鑄片の製造方法。

【請求項3】 前記オーステナイト系ステンレス鋼が ※

$$\begin{aligned} \delta - \text{Fe cal (\%)} = & 3 (\text{Cr} + 1.5 \text{Si} + \text{Mo} + \text{Nb}) \\ & - 2.8 (\text{Ni} + 0.5 \text{Cu} + 0.5 \text{Mn} \\ & + 30 \text{C} + 30 \text{N}) - 19.8 \cdots \cdots (2) \end{aligned}$$

【請求項4】 請求項1記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鑄片を、圧延率が10%以上の中間冷間圧延および1050℃以上の温度で10秒以上の中間焼鈍を施して、続いて仕上げの冷間圧延・焼鈍をして冷延鋼帯を製造することを特徴とする成形時の加工肌荒れ特性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板の製造方法。

【請求項5】 請求項3記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鑄片を、中間の冷間圧延・焼鈍を施すことなく、仕上げの冷間圧延・焼鈍をして冷延鋼帯を製造することを特徴とする成形時の加工肌荒れ特性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、鑄片と鑄型内壁面の間に相対速度差のない、いわゆる同期式連続铸造プロセスによって铸造した製品厚さに近い厚さのオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鑄片および該鑄片の製造法、ならびに該鑄片より冷間圧延による薄板の製造方法を提供する技術に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 同期式連続铸造プロセスとは、例えば「鉄と鋼」'85-A197-A256に特集された論文に紹介されているような、双ロール法、双ベルト法、単ロール法等、鑄片と鑄型内壁面の間に相対速度差のない同期式連続铸造プロセスである。これら同期式連続铸造プロセスの一つである双ロール式連続铸造法は、平行または傾斜配置した一対の同径あるいは異径冷却ロールとその両端面をシールするサイド堰とによって構成された連続铸造鑄型内に溶鋼を注入し、両冷却ロールの円周面状にそれぞれ凝固殻を生成させ、回転する両冷却ロールの最接近位置（いわゆる「キッシングポイント」）付近で凝固殻同士を合体させて一体の薄帯状鑄片として送出する連続铸造法である。

【0003】 例えば、双ロール式連続铸造法により铸造される薄帯状鑄片は、厚さ数mm（通常1～5mm程度）であり、熱間圧延を経ずに冷間圧延を行って薄板製品を製造することができる。そのため、振動鑄型等を用いる連

*の断面中心近傍部において（1）式で定義されるNi偏析比が1.10以下であることを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鑄片。

※（2）式で定義される $\delta - \text{Fe cal (\%)}$ 値を6%以上に調整されたオーステナイト系ステンレス鋼であることを特徴とする請求項1記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鑄片。

続铸造により厚さ100mm超の熱間圧延用スラブを铸造し、これを熱間圧延してから冷間圧延する製造方法（スラブ鑄片-熱間圧延プロセス）に比べて、生産効率およびコストが格段に有利となる。

【0004】 しかし、本発明者らが種々研究を重ねた結果、双ロール式連続铸造法等により铸造した薄帯状鑄片を熱間圧延を経ずに冷間圧延した製品には、冷間成形加工を施した際に（特に、絞りや張出加工）、圧延方向に沿った肌荒れが発生することが判明した。この肌荒れは、従来より知られている冷延製品板の結晶粒径に依存したオレンジピール現象とは異なり、長さが数mm程度、幅が0.5mm程度の小さなうねり状の肌荒れ（以下「Aタイプ肌荒れ」と略称する）と長さが数百mm程度、幅が3mm程度の大きな流れ模様状肌荒れ（以下「Bタイプ肌荒れ」と略称する）が、それぞれ単独にあるいは混在して発生する。BA製品（光輝焼鈍仕上げ製品）の張出し成形時にこの肌荒れが認められ易く、成形品の美観を著しく損ねる。特に、Bタイプ肌荒れは大きな流れ模様であるため、例え軽度であってもAタイプ肌荒れよりも深刻な問題である。

【0005】 この加工肌荒れ現象は、従来知られていた冷間圧延時の肌荒れ現象である「ローピング」とは異なり、製品を成形加工することによって初めて顕在化する表面欠陥である。これは、従来の熱延プロセスにおけるフェライト系ステンレス鋼のローピング／リジングの関係に類似したオーステナイト系ステンレス鋼の急凝固プロセス材特有の新たな現象である。

【0006】 従来の知見としては、オーステナイト系ステンレス鋼の急凝固プロセス材のローピング現象が報告されており、その防止対策として、例えば、特開平2-133529号公報や特開平2-133522号公報においては鑄片の平均オーステナイト粒径が規定されている。これらの従来知見においては、本発明が解決しようとする課題の内、オーステナイト粒の形態、大きさに起因したAタイプ肌荒れについての知見、即ち、柱状オーステナイト粒から等軸オーステナイト粒にすることが必要であり、そのためには、平均粒径とともにそのバラツキ（偏差）が重要であることを示唆する技術思想はみ

られない。また、Ni 偏析に起因した B タイプ肌荒れについては全く認識されておらず、したがって、その対策の考え方、手段も何ら提示されていない。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、鋳片と鋳型壁面の間に相対速度差のない、いわゆる同期式連続鋳造プロセスによって、成形加工時に肌荒れが発生しないオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼帯を提供することを目的とする。

*

Ni 偏析比 = 正偏析部の Ni 量 (%) / 負偏析部の Ni 量 (%) ... (1)

(2) オーステナイト系ステンレス鋼の溶鋼を過熱度 50℃ 以下の溶鋼温度で鋳造することを特徴とする (1) 記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片の製造方法。

(3) 前記オーステナイト系ステンレス鋼が (2) 式で※

$$\delta - \text{Fe cal} (\%) = 3 (\text{Cr} + 1.5 \text{Si} + \text{Mo} + \text{Nb}) - 2.8 (\text{Ni} + 0.5 \text{Cu} + 0.5 \text{Mn} + 3.0 \text{C} + 3.0 \text{N}) - 19.8 \quad \dots \dots (2)$$

(4) (1) 記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片を、圧延率が 10% 以上の中間冷間圧延および 1050℃ 以上の温度で 10 秒以上の中間焼鈍を施して、続いて仕上げの冷間圧延・焼鈍をして冷延鋼帯を製造することを特徴とする成形時の加工肌荒れ特性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼帯の製造方法。

(5) (3) 記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片を、中間の冷間圧延・焼鈍を施すことなく、仕上げの冷間圧延・焼鈍をして冷延鋼帯を製造することを特徴とする成形時の加工肌荒れ特性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼帯の製造方法。

【0009】

【作用】加工肌荒れは、鋳片の混粒組織（大きさ、集合組織等が不均一な組織）に起因した集合組織コロニーや断面中心近傍のセミマクロ Ni 偏析を主因とする成形時の変形抵抗差によって現れる表面凹凸である。このような不均一な組織と Ni 偏析をもつ鋳片から直接冷間圧延された製品を成形加工すると、前述した A および B タイプ肌荒れが発生する。したがって、これらの不均一組織を少なくとも最終の仕上げ圧延までに完全に消滅させるか、あるいは完全に消滅できないまでも許容されるレベルに軽減することが必要である。

【0010】B タイプ肌荒れを防止するためには、最終凝固部におけるセミマクロ Ni 偏析を改善することが必要である。B タイプ肌荒れを詳細に調査した結果、冷間成形後に発生する表面凹凸は製品板の板厚中央に残存するセミマクロ偏析の Ni 偏析部に対応していることを突き止めた (Ni の正偏析部は凹状に、負偏析部は凸状に肌荒れる)。

【0011】双ロール鋳造材 (0.03C-0.04N-18.3Cr-Ni 鋼) で観察されたセミマクロ偏析部の実測 Ni 量に対応する Ni 量のオーステナイト系ス

*【0008】

【課題を解決するための手段】本発明は、以下の手段によって課題を解決する。

(1) 同期式連続鋳造方法により製造されたオーステナイト系ステンレス鋼の薄帯状鋳片であり、鋳片の断面中心近傍部において (1) 式で定義される Ni 偏析比が 1.10 以下であることを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片。

※定義される $\delta - \text{Fe cal} (\%)$ 値が 6% 以上に調整されたオーステナイト系ステンレス鋼であることを特徴とする (1) 記載のオーステナイト系ステンレス鋼薄帯状鋳片。

テンレス鋼をラボ溶解し、それらを 0.6mm 厚みの冷延板として、JIS 13 号-B 試験片によって室温で 10mm/min の速度で引張り試験を行った場合の真応力-真歪曲線の一例を図 1 に示す。B タイプ肌荒れが発生した正偏析部に対応する 9.6% Ni 材と負偏析部に対応する 8.0% Ni 材の真応力-真歪曲線を比べると、真歪が約 0.2 以上の領域では Ni 負偏析部の降伏応力が Ni 正偏析部よりも約 5~10kgf/mm² も高いことが分かる。一方、B タイプ肌荒れが発生しなかった正偏析部に対応する 8.4% Ni 材と負偏析部に対応する 8.0% Ni 材の真応力-真歪曲線を比べると、全歪域においてその降伏応力には殆ど差がみられない。したがって、B タイプ肌荒れはセミマクロ偏析部の Ni 量の差（偏析程度の大きさ）に対応した変形抵抗の差に起因しているとみられる。このような Ni 偏析の大きな凝固組織となっている鋳片組織を改善するにはソーキング等の高温・長時間熱処理が必要であり、経済的な製造プロセスではない。

【0012】そこで、本発明者はセミマクロ偏析を制御したオーステナイト系ステンレス鋼の薄帯鋳片を得るべく、凝固モード、溶鋼の過熱度 (ΔT) と Ni 偏析との関係を明らかにするために、表 1 に示すように、 $\delta - \text{Fe cal}$ の異なる種々のオーステナイト系ステンレス溶鋼について過熱度を変化させて、キッキングポイント上における冷却ドラム幅方向の単位当たりのドラム押力を 6~12kgf/mm の範囲で付与しながら双ロール鋳造し、得られた鋳片を冷延・焼鈍して薄板とし、張出し成形（歪量 = 20%、真歪 = 0.18）を行って B タイプ肌荒れの状況を観察した。さらに、張出し成形後の冷延板幅方向断面の中心近傍を X 線マイクロアナライザーにより Ni 偏析を調査し、B タイプ肌荒れとの対応を調査した。偏析部の Ni 量は厚さ方向に 25 μm 、幅方向に 500

μm の範囲の平均値を代表値とした。なお、Ni偏析の程度は(1)式で表されるNi偏析比、 $\delta\text{-Fe cal}$ *

* (%)の値は(2)式で与えられる値で定義した。

Ni偏析比=正偏析部のNi量(%) / 負偏析部のNi量(%) ... (1)

$$\delta\text{-Fe cal}(\%) = 3(\text{Cr} + 1.5\text{Si} + \text{Mo} + \text{Nb}) - 2.8(\text{Ni} + 0.5\text{Cu} + 0.5\text{Mn} + 30\text{C} + 30\text{N}) - 19.8 \quad \dots\dots\dots (2)$$

その結果、図2に示すようにBタイプ肌荒れは $\delta\text{-Fe cal}$ 値とは関係なく、 ΔT が50℃以下の低温铸造によって軽減されることが判明した。また、低温铸造によってNi偏析が軽度になっていることが確認された。これは、低温铸造においては最終凝固部での溶鋼流動が起り難いため、強いマクロ偏析が生じないと理解される。キッシングポイント上のドラム押力や凝固シェル成長(換言すれば、冷却速度)等の要因が鑄片の幅あるいは長手方向において均一でない限り、完全にセミマクロNi偏析をなくすることはできないが、図3に示すようにNi偏析比が1.10以下ではBタイプ肌荒れの発生はみられず、1.10を超えると目視で明らかに認められる肌荒れが生じる。

【0013】次に、Aタイプ肌荒れを防止するために、鑄片のオーステナイト粒の細粒・等軸化について本発明者は双ロール連続铸造方法による急冷凝固組織と成分の関係を詳細に研究した。その結果鑄片の粗大な柱状オーステナイト粒を細粒・等軸化させるには、完全 δ 凝固させた後に $\delta \rightarrow \gamma$ 相の固相変態を起こす特定の範囲に成分を制御することが望ましいことを見出した。即ち、溶鋼の化学成分を、 $3(\% \text{Cr} + 1.5\% \text{Si} + \% \text{Mo} + \% \text{Nb}) - 2.8(\% \text{Ni} + 0.5\% \text{Cu} + 30\% \text{C} + 30\% \text{N}) - 19.8$ で定義される $\delta\text{-Fe cal}$ (%)の値が6%以上となるように調整することにより、完全な $\delta \rightarrow \gamma$ 相の固相変態を確保でき、粗大な柱状オーステナイト粒が分断されて等軸的になった凝固組織が得られる(図4参照)。また板厚 t の $1/4$ 層位置の板面の集合組織においても低 $\delta\text{-Fe cal}$ 材は(100)の集積が強い回転Cube方位であるが、高 $\delta\text{-Fe cal}$ 材は※

※特定面の集積のないランダム方位あることが判る(図5参照)。

【0014】以上から、 $\delta\text{-Fe cal}$ (%)の値を6%以上にコントロールすることで結晶粒の形態、大きさおよび方位が格段に改善されることが明らかになった。この等軸組織は、溶着金属においていわゆる「Fモード凝固」と呼称される組織に対応するものである。これに対して、成分を特定の範囲にコントロールしない場合は粗大な柱状オーステナイト粒を含む「FAモード凝固」となる。

【0015】図6に、最終の仕上げ圧延・焼鈍前のオーステナイト粒の平均結晶粒径 $d_{\gamma\text{m}}$ およびバラツキ(偏差) σ_{γ} と成形加工におけるAタイプ肌荒れとの関係を示す。 $d_{\gamma\text{m}} < 80 \mu\text{m}$ であっても $\sigma_{\gamma} > 90 \mu\text{m}$ の粗大な柱状オーステナイト粒が混在する混粒組織では明らかにAタイプ肌荒れが発生し不良であった(図中の×印、FAモード凝固組織)。また、 $d_{\gamma\text{m}} < 80 \mu\text{m}$ 、 $\sigma_{\gamma} < 80 \mu\text{m}$ の粗大な柱状オーステナイト粒が分断された等軸的な組織ではAタイプ肌荒れが僅かに発生する程度(図中の△印、Fモード凝固組織)以下にすることができ、一般用途では問題ないレベルにまで改善される。更に、 $d_{\gamma\text{m}} < 50 \mu\text{m}$ 、 $\sigma_{\gamma} < 50 \mu\text{m}$ の微細・等軸オーステナイト粒ではAタイプ肌荒れを防止することができ(図中の○印、FAモード凝固およびFモード凝固鑄片を冷延・焼鈍によって再結晶させた組織)、表面品質の厳格な用途への対応が可能である。なお、平均結晶粒径 $d_{\gamma\text{m}}$ および偏差 σ_{γ} は以下の方法で求めた、球相当換算粒径の平均および標準偏差の統計値である。

【数1】

$$\text{平均結晶粒径 } d_{\gamma\text{m}} = 2 \times \text{SQR} (3 \times \text{測定面積} / 2\pi \times \text{結晶粒の数})$$

$$\text{バラツキ } \sigma_{\gamma} = \text{SQR} \left[\left(\sum_{i=1}^n d_{\gamma m_i}^2 - \left(\sum_{i=1}^n d_{\gamma m_i} \right)^2 / n \right) / n \right]$$

【0016】ここで、 $\delta\text{-Fe cal}$ (%)の値を6%以上に調整して鑄片組織をFモード凝固させたものは、Aタイプ肌荒れの発生を抑制するのに必要な平均結晶粒径および偏差を得るための2回冷延法における中間冷延(1回目の冷延)の圧延率が軽減できる。これは、再結晶粒径は初期粒径(鑄片における粒径)の影響を受けるためである。即ち、冷延において10%以上の圧下を施し、1050℃以上の温度で10秒以上の焼鈍を施すことでよい。一方、 $\delta\text{-Fe cal}$ (%)の値が6%未満の場合では粗大な柱状オーステナイト粒が発生し、混粒組織となるため、圧下率は約20%程度以上が望ましい。

なお、中間冷延・焼鈍によって鑄片組織を再結晶化させれば、本質的には $\delta\text{-Fe cal}$ 値の規制は必要ない。しかし、本発明では、初期粒径が小さいほど圧延の負荷を軽減できること、および再結晶処理を行うことなく1回冷延によって製造しても、一般的な用途では問題ないレベルを確保できるように $\delta\text{-Fe cal}$ (%)の値を6%以上に限定した(請求項3および5)。

【0017】

【実施例】双ロール铸造法によりオーステナイト系ステンレス鋼を $\delta\text{-Fe cal} = 2 \sim 9\%$ 、過熱度(ΔT) = 20~80℃の範囲で変化させ、キッシングポイント上

における冷却ドラム幅方向の単位長さ当たりのドラム押力を6~12kg/mmで付与しながら板厚2.8~4.0mmの薄帯状鋳片を铸造して巻取りをした。得られた鋳片の一部は、5~30%の冷延を行った後に1050~1100℃で10~15秒保定の中間焼鈍を行い、仕上げ冷延を行って板厚0.6mmとした。また、一部の鋳片は1回冷延により板厚0.6mmの冷延板を製造した。その後、水素75%-窒素25%の雰囲気中で1100~1150℃で15秒保定してBA仕上げとし、等2軸引張り加工となる円筒張出し加工を行い(歪量=20%、真*10

*歪=0.18)、AおよびBタイプ肌荒れ状況を観察した。さらに、鋳片および張出し成形後の冷延板の幅方向断面の中心近傍をX線マイクロアナライザーによりNi偏析を調査し、肌荒れの発生との対応を調査した。ここで、偏析部のNi量は厚さ方向に25μm、幅方向に500μmの範囲の平均値を代表値とした。表1にこれらの結果を示す。

【0018】

【表1】

表1-1

区分	試験 No	铸造 速度 m/min	板厚 mm	過熱度 ℃	ドラム 押 力 kgf/mm	δ -Fe %	鋳片の Ni 偏析比	中 間 冷延率 %	中間焼鈍条件		中間焼鈍後の 結 晶 粒 径 μm		仕上げ 冷延率 %
									温 度 ℃	時 間 秒	平 均	偏 差	
本 発 明	1	57	3.0	20	7.8	7.7	1.06	13	1050	10	32	20	77
	2	53	3.0	35	7.8	6.5	1.05	15	1050	15	36	40	76
	3	42	3.8	45	11.5	8.6	1.07	12	1100	10	40	38	82
	4	55	3.0	30	6.2	8.3	1.03	14	1050	15	22	15	77
	5	59	3.0	30	7.8	2.3	1.06	30	1050	10	32	25	71
	6	59	3.0	30	7.8	4.5	1.05	25	1050	10	38	22	73
	7	57	3.0	20	7.8	7.7	1.03	—	—	—	45	76	80
	8	53	3.0	35	7.8	6.5	1.05	—	—	—	40	70	80
	9	42	3.8	45	11.5	8.6	1.09	—	—	—	40	69	84
	10	60	3.0	25	7.8	9.2	1.05	—	—	—	35	80	80
	11	55	3.0	30	6.2	8.3	1.04	—	—	—	47	74	80
比 較 例	12	71	2.8	55	7.8	7.9	1.12	—	—	—	43	78	79
	13	71	2.8	55	7.8	7.9	1.13	13	1100	10	45	45	75
	14	49	3.0	60	11.5	6.6	1.15	5	1050	15	44	75	79
	15	52	3.0	65	7.8	4.4	1.17	—	—	—	75	100	80
	16	52	3.0	65	7.8	4.4	1.18	12	1050	10	62	85	77
	17	63	3.0	40	7.8	2.1	1.05	—	—	—	71	157	80
	18	63	3.0	40	7.8	2.1	1.06	5	1100	15	80	110	79
	19	40	4.0	80	7.8	3.7	1.29	30	1050	10	38	45	79

【0019】

30 【表2】

表1-2

区分	試験No	仕上げ焼鈍条件		冷延板のNi偏析比	加工肌荒れ評価結果	
		温度 ℃	時間 秒		Aタイプ	Bタイプ
本 発 明	1	1100	15	1.05	○	○
	2	1100	15	1.06	○	○
	3	1100	15	1.08	○	○
	4	1100	15	1.03	○	○
	5	1100	15	1.07	○	○
	6	1100	15	1.06	○	○
	7	1150	15	1.04	△	○
	8	1150	15	1.04	△	○
	9	1150	15	1.07	△	○
	10	1150	15	1.04	△	○
	11	1150	15	1.04	△	○
比 較 例	12	1150	15	1.11	△	×
	13	1100	15	1.12	○	×
	14	1100	15	1.13	△	×
	15	1150	15	1.18	×	×
	16	1100	15	1.17	△	×
	17	1150	15	1.04	×	○
	18	1100	15	1.03	×	○
	19	1100	15	1.28	○	×

○：厳格用途可能レベル

△：一般用途可能レベル

×：適用不可

【0020】本発明の範囲の試験No. 1～4の冷延製品は、Ni偏析比が1.10以下であり、仕上げ冷延前の組織で平均結晶粒径 $d\gamma$ とバラツキ $\sigma\gamma$ が $50\mu\text{m}$ 未満であるため、AおよびBタイプ肌荒れともに発生しなかった。また、試験No. 5と6の冷延製品は、 $\delta\text{-Fe cal}$ (%)の値が6%以下であったが、冷延の圧延率を大きくすることによって、平均結晶粒径 $d\gamma$ とバラツキ $\sigma\gamma$ が $50\mu\text{m}$ 未満にできたので、Aタイプ肌荒れは発生しなかった。さらに、試験No. 7～11の冷延製品は、平均結晶粒径の偏差 $\sigma\gamma$ が $50\mu\text{m}$ 以上 $80\mu\text{m}$ 未満のためAタイプ肌荒れが僅かに発生し品質厳格用途レベルには達しなかったが、一般用途には問題ないレベルであった。これに対して、 $\delta\text{-Fe cal}$ 値および ΔT の少なくとも一方が本発明の範囲を外れた試料No. 12～19の冷延製品は、いずれもAあるいはBタイプの肌荒れが発生した。

【0021】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、冷間成形時に肌荒れが生じないオーステナイト系ステンレス鋼冷延板を安定して製造することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】セミマクロNi偏析部の模擬成分材の真応力-真歪曲線を示す図である。

【図2】 $\delta\text{-Fe cal}$ 値と過熱度によるBタイプ肌荒れの発生状況を示す図である。

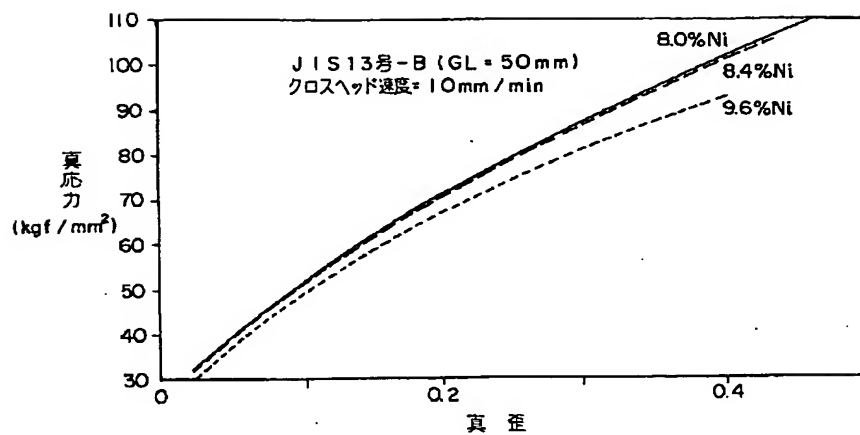
【図3】セミマクロNi偏析比とBタイプ肌荒れの関係を示す図である。

【図4】 $\delta\text{-Fe cal}$ 値（凝固モード）による代表的な鑄片 γ 粒のトレース図である。

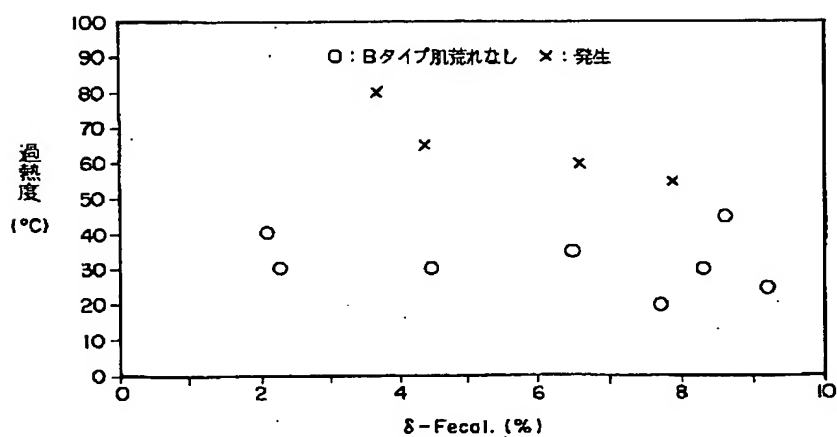
【図5】 $\delta\text{-Fe cal}$ 値（凝固モード）による代表的な鑄片板厚1/4 t層板面の(200)極点図と反転極点図の集合組織を示す図である。

【図6】平均結晶粒径とその偏差によるAタイプ肌荒れの発生状況を示す図である。

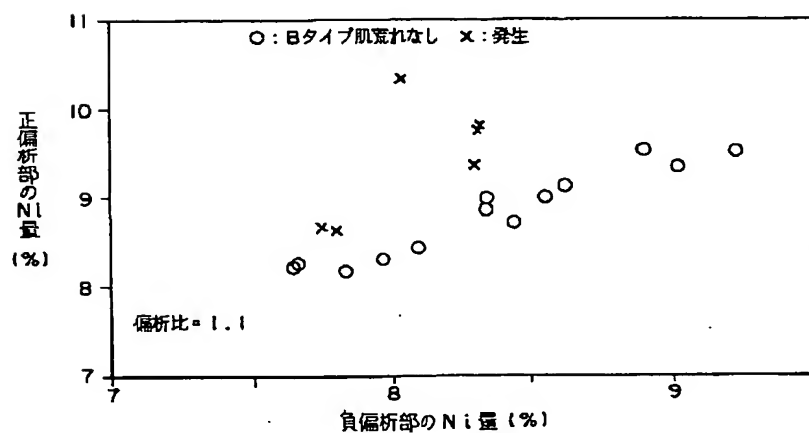
【図1】



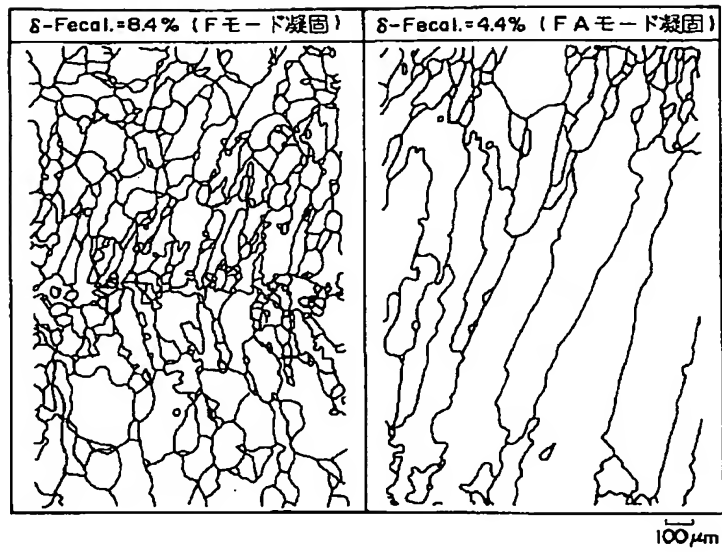
【図2】



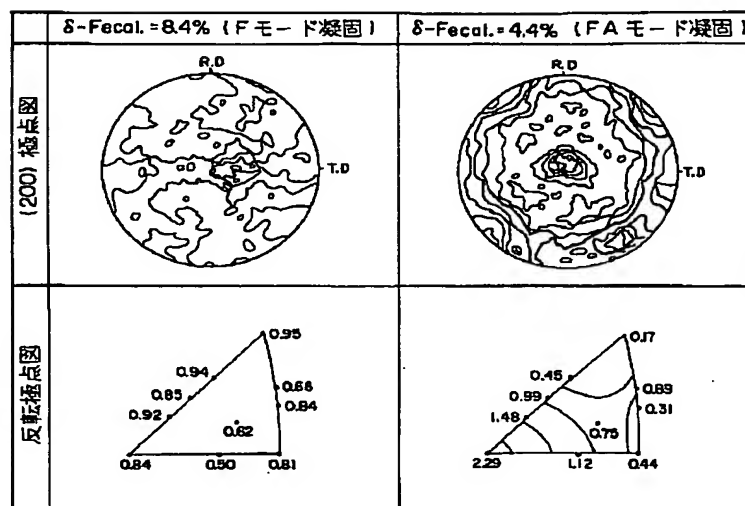
【図3】



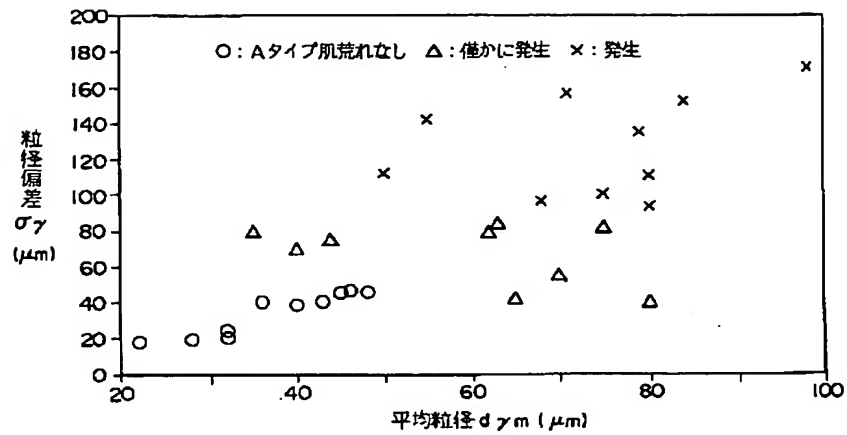
【図4】



【図5】



【図 6】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁶

C 2 1 D 8/02

9/46

C 2 2 C 38/40

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

D 7217-4K

Q

【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載

【部門区分】第3部門第4区分

【発行日】平成13年2月13日(2001.2.13)

【公開番号】特開平7-268556

【公開日】平成7年10月17日(1995.10.17)

【年通号数】公開特許公報7-2686

【出願番号】特願平6-57877

【国際特許分類第7版】

C22C 38/00 302

B21B 1/46

3/02

B22D 11/00

11/06 330

C21D 8/02

9/46

C22C 38/40

【F I】

C22C 38/00 302 Z

B21B 1/46 B

3/02

B22D 11/00 B

11/06 330 B

C21D 8/02 D

9/46 Q

C22C 38/40

【手続補正書】

【提出日】平成11年12月27日(1999.12.27)

【手続補正1】

【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図3

【補正方法】変更

【補正内容】

【図3】

